

明細書

自動車構造部材用鋼材およびその製造方法

技術分野

本発明は、自動車構造部材用として好適な鋼材及びその製造方法に関する。特にサスペンションアーム、アクスルビームの成形、焼入れ用素材として供される鋼材の、成形性、焼入れ後の疲労強度、低温靱性および耐遅れ破壊特性の改善に関する。なお、本発明でいう鋼材には、鋼帯、鋼管を含むものとする。

背景技術

特許文献１には、高周波焼入により製造される車体補強電縫鋼管用熱延鋼材の製造方法に関する技術が開示されている。特許文献１に記載された技術によれば、高周波焼入により衝撃吸収特性に優れたドアインパクトバーやバンパー用芯材等の高強度を要求される車体補強電縫鋼管を得ることができる。しかし、この技術では、サスペンション、シャシー部材に必要な成形性、焼入れ後の疲労強度、低温靱性を得ることができないという問題がある。

特許文献２には、焼入性に優れ、しかも焼入部が靱性を備えた、衝撃吸収特性に優れた高周波焼入用鋼板、高周波焼入強化部材およびその製造法に関する技術が開示されている。特許文献２に記載された技術によれば、高周波焼入により衝突時の衝撃吸収能に優れたセンターピラーやバンパーリnfォースといったボディ補強部材を得ることができる。しかし、この技術では、サスペンションや、シャシー部材に必要な焼入れ後の疲労特性や低温靱性を得ることができないという問題がある。

特許文献３には、熱処理を施すことにより高い強度と靱性を付与することができる高靱性熱処理用電縫鋼管に関する技術が開示されている。特許文献３に記載された技術によれば、例えば高周波加熱後焼入れにより、高強度で低温靱性に優れた自動車の鋼管製ドア補強材を得ることができる。しかし、この技術では、サスペンション、シャシー部材に必要な疲労特性や耐遅れ破壊特性、腐食疲労強度を得ることができないという問題がある。

特許文献４には、高密度エネルギービーム照射による熱処理性、熱処理後の疲労特性、加工性が良好な低合金鋼板に関する技術が開示されている。特許文献４に記載された技術によれば、局部の疲労特性を向上することができる。しかし、この技術では、サスペンシヨ

ン、シャシー部材全体に必要な疲労特性を確保することができず、またこれら部材に必要な耐遅れ破壊特性、腐食疲労強度を得ることができないという問題がある。

特許文献 5 には、加工性の優れた中空スタビライザー用電縫溶接管に関する技術が開示されている。特許文献 5 に記載された技術によれば、電縫母鋼管を高周波加熱後縮径圧延することで、電縫部及び母材部の金属組織が均一で、加工性に優れた中空スタビライザー用電縫溶接鋼管を得ることができる。しかし、この技術では、サスペンション、シャシー部材に必要な疲労特性や耐遅れ破壊特性、腐食疲労強度を得ることができないという問題がある。

特許文献 6、特許文献 7、特許文献 8 には、耐水素割れ特性に優れた高張力電縫鋼管に関する技術が開示されている。これらの技術によれば、鋼帯段階で高張力化し、次いで造管することで耐水素割れ特性に優れた高張力鋼管を得ることができる。しかし、これらの技術では、サスペンション、シャシー部材に必要な成形性や疲労特性を得ることができないという問題がある。

特許文献 1：特公平 7-74382 号公報

特許文献 2：特開 2000-248338 号公報

特許文献 3：特許第 2605171 号公報

特許文献 4：特開 2000-248331 号公報

特許文献 5：国際公開 WO 02/070767 A1 号パンフレット

特許文献 6：特許第 3111861 号公報

特許文献 7：特許第 3374659 号公報

特許文献 8：特開 2003-138316 号公報

発明の開示

本発明は、上記した従来技術の問題を有利に解決し、サスペンション、シャシー部材において必要とされる、優れた成形性、優れた焼入れ後の疲労強度、優れた低温靱性、優れた耐遅れ破壊特性、及び優れた腐食疲労強度を有する鋼材及びその製造技術を提供することを目的とする。

なお、本発明でいう、「優れた成形性」とは、JIS12 号試験片を用いた引張試験での伸び El が 20%以上を示す場合をいうものとする。また、「優れた焼入れ後の疲労強度」とは、

平面曲げ疲労特性（応力比：－1.0）における疲労破壊しない最大の応力振幅 σ_f が 450MPa 以上である場合をいうものとする。また、「優れた低温靱性」とは、シャルピー衝撃試験（試験片：1/4 サイズ、2mmV ノッチ）における破面遷移温度 vT_{rs} が－40℃以下である場合をいうものとする。また、「優れた耐遅れ破壊特性」とは、0.1N 塩酸中での 4 点曲げ試験（負荷応力：1180MPa）における破断時間が 200 h 以上である場合をいうものとする。また、「優れた腐食疲労強度」とは、腐食試験後の平面曲げ疲労試験（応力比：－1）における疲労寿命が腐食無しの場合の 1/2 サイクル以上である場合をいうものとする。

課題を解決するための手段

本発明者らは、成形性、焼入れ後の疲労強度、低温靱性、耐遅れ破壊特性、腐食疲労強度といった相反する特性がいずれも優れた鋼材を得るために、化学成分、焼入れ前ミクロ組織、焼入れ方法及びその条件等を種々変化させた系統的な実験検討を行った。その結果、化学成分、鋼帯製造条件、および素材鋼管製造条件、焼入れ前組織をある特定の限定された範囲内とすることにより、サスペンション、シャシー部品において必要とされる、成形性、焼入れ後の疲労強度、低温靱性、耐遅れ破壊特性、および腐食疲労強度を全て同時に満足する鋼材が得られることを見出した。

本発明は、上記の知見に基づき、さらに検討を加えて完成されたものである。すなわち、本発明の要旨はつぎのとおりである。

（1）質量％で、C：0.18～0.29％、Si：0.06～0.45％、Mn：0.91～1.85％、P：0.019％以下、S：0.0029％以下、sol.Al：0.015～0.075％、N：0.0049％以下、O：0.0049％以下、B：0.0001～0.0029％、Nb：0.001～0.019％、Ti：0.001～0.029％、Cr：0.001～0.195％、Mo：0.001～0.195％を、次（1）式

$$Ceq = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14 \quad \cdots \cdots (1)$$

（ここで、C、Mn、Si、Ni、Cr、Mo、V： 各元素含有量（質量％））

で定義される炭素当量 Ceq が 0.4 以上 0.58 未満を満足し、かつ B を考慮した Grossmann による焼入れ性倍数の合計 α が 1.2 以上 1.7 未満を満足するように、含有し、残部実質的に Fe よりなる組成と、平均フェライト円相当粒径 df が $1.1\mu m$ 以上 $12\mu m$ 未満であり、フェライトの体積分率 V_f が 30％以上 98％未満である組織とを有することを特徴とする、成形性、焼入れ後の疲労強度、低温靱性および耐遅れ破壊特性に優れた自動車構造部材用鋼材。

(2) (1)において、前記組成に加え、さらに質量%で、Cu：0.001～0.175%、Ni：0.001～0.145%、V：0.001～0.029%のうちから選ばれた1種または2種以上を含有することを特徴とする自動車構造部材用鋼材。

(3) (1)または(2)において、前記組成に加え、さらに質量%で、Ca：0.0001～0.0029%を含有することを特徴とする自動車構造部材用鋼材。

(4) 質量%で、C：0.18～0.29%、Si：0.06～0.45%、Mn：0.91～1.85%、P：0.019%以下、S：0.0029%以下、sol.Al：0.015～0.075%、N：0.0049%以下、O：0.0049%以下、B：0.0001～0.0029%、Nb：0.001～0.019%、Ti：0.001～0.029%、Cr：0.001～0.195%、Mo：0.001～0.195%を、次(1)式

$$Ceq = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14 \quad \cdots \cdots (1)$$

(ここで、C、Mn、Si、Ni、Cr、Mo、V：各元素含有量(質量%))

で定義される炭素当量Ceqが0.4以上0.58未満を満足し、かつBを考慮したGrossmannによる焼入れ性倍数の合計 χ が1.2以上1.7未満を満足するように、含有し、好ましくは残部実質的にFeからなる組成を有する鋼スラブを、1160～1320℃に加熱した後、仕上圧延終了温度を750～980℃とする熱間仕上圧延を行い、巻取りまでの間に2s以上の徐冷時間を設け、巻取り温度を560～740℃として巻取り、熱延鋼帯とすることを特徴とする、成形性、焼入れ後の疲労強度、低温靱性および耐遅れ破壊特性に優れた自動車構造部材用熱延鋼帯の製造方法。

(5) (4)において、前記組成に加えてさらに、質量%で、Cu：0.001～0.175%、Ni：0.001～0.145%、V：0.001～0.029%のうちから選ばれた1種または2種以上を含有することを特徴とする自動車構造部材用熱延鋼帯の製造方法。

(6) (4)または(5)において、前記組成に加えてさらに、質量%で、Ca：0.0001～0.0029%を含有することを特徴とする自動車構造部材用熱延鋼帯の製造方法。

(7) (4)ないし(6)のいずれかに記載の方法で製造された熱延鋼帯を素材として、熱間圧延まま、あるいは該素材に酸洗処理を施した後、幅絞り率8%以下の電縫造管を施して鋼管とすることを特徴とする、成形性、焼入れ後の疲労強度、低温靱性および耐遅れ破壊特性に優れた自動車構造部材用鋼管の製造方法。

図面の簡単な説明

図 1 は、炭素当量が、焼入れ後の 0.1N 塩酸中 4 点曲げ試験における破断時間、シャルピー衝撃試験の破面遷移温度、平面曲げ疲労試験の疲労限に及ぼす影響を示すグラフである。

図 2 は、4 点曲げ試験の応力負荷方法を模式的に示す説明図である。

図 3 は、各元素の焼入れ性倍数の合計 α が平面曲げ疲労試験の疲労限 σ_f に及ぼす影響を示すグラフである。

図 4 は、焼入れ前組織の平均フェライト円相当径 d_f が焼入れ後の疲労限 σ_f に及ぼす影響を示すグラフである。

発明を実施するための最良の形態

まず、本発明鋼材の化学成分範囲の限定理由について説明する。なお、以下、組成における質量%は単に%で記す。

C : 0.18~0.29%

C は、焼入れ後の疲労特性を確保するために必要な元素であるが、0.18%未満では、所望の疲労強度を確保することが困難となり、一方、0.29%を超えると、耐遅れ破壊特性が劣化する。従って、C は 0.18~0.29%の範囲に限定した。なお、好ましくは、0.18~0.24%である。

Si : 0.06~0.45%

Si は、熱延工程でのフェライト変態を促進する元素であり、焼入れ前の成形性確保に必要なフェライト体積分率を確保するために、本発明では、0.06%以上の含有を必要とする。Si が 0.06%未満ではフェライト体積分率が不足し、成形性が劣化する。一方、0.45%を超える含有は、電縫溶接性が劣化するとともに、焼入れ後の低温靱性も低下する。従って Si は 0.06~0.45%の範囲に限定した。なお、好ましくは、0.15~0.35%である。

Mn : 0.91~1.85%

Mn は、焼入れ工程でのフェライト変態を抑制する元素であり、90%以上の焼戻しマルテンサイト組織として、必要とされる焼入れ後の疲労強度を確保するために、本発明では、0.91%以上の含有を必要とする。Mn 含有量が 0.91%未満では、焼入れ時に特に表層部にフェライト組織が現出し所望の疲労特性が得られない。一方、1.85%を超える含有は、鋼のマルテンサイト変態温度 (M_s 点) が低下し、焼入れ工程でのマルテンサイトの自己焼戻し(微

細炭化物の析出)が抑制され、焼入れ部材の焼入れ歪が増大するとともに、耐遅れ破壊特性が劣化する。従って Mn は 0.90~1.85%の範囲に限定した。なお、好ましくは、1.0%超え1.6%以下である。

P : 0.019%以下

P は、焼入れ加熱時に旧オーステナイト粒界へ偏析し、あるいはマルテンサイトの焼戻し過程でのセメンタイト析出時にセメンタイト-Fe 母相界面に偏析するなどして、低温靱性、耐遅れ破壊特性を劣化させる元素であり、0.019%を超えて含有すると、この悪影響が顕著となる。このため、P は 0.019%以下に限定した。なお、好ましくは、0.014%以下である。

S : 0.0029%以下

S は、展伸した MnS 介在物として鋼中に残存し、成形性、低温靱性、疲労特性全般を低下させることに加えて、塗膜下腐食の際のアノードとして作用し、局部腐食と水素の侵入を助長し、耐遅れ破壊特性、腐食疲労強度を著しく低下させる。0.0029%を超えて含有すると、この悪影響が顕著となる。このため、S は 0.0029%を上限とした。なお、好ましくは、0.0020%以下である。

sol. Al : 0.015~0.075%

Al は、製鋼時の脱酸元素であるとともに、熱延工程でのオーステナイト粒の成長を抑制する元素であり、本発明では、熱延条件との組み合わせで所望の組織、粒径を得るために 0.015%以上の含有を必要とする。sol. Al が 0.015%未満では上記した効果が少なく、一方、0.075%を超えると効果が飽和するとともに、酸化物系介在物が増加し、製造性や疲労特性が劣化する。従って sol. Al は 0.015~0.075%に限定した。

N : 0.0049%以下

N は、Ti と結合し TiN として析出するが、その変動量は剰余固溶 Ti の変動量として強度、特性の変動量となるために、その成分範囲は厳格に規定する必要がある。0.0049%を超えて含有すると、過剰な TiN の析出により低温靱性が低下する。このため、N は 0.0049%を上限とした。

O : 0.0049%以下

O は、主に介在物として鋼中に残存し、成形性、疲労強度を低下させる。0.0049%を超える含有は、この悪影響が顕著となる。このため、O は 0.0049%を上限とした。なお、好ましくは 0.0020%以下である。

上記した基本組成に加えてさらに、Cu : 0.001~0.175%、Ni : 0.001~0.145%、V : 0.001~0.029%のうちから選ばれた1種または2種以上、および/または、Ca : 0.0001~0.0029%を含有することができる。

Cu、Ni、Vは、いずれも耐遅れ破壊特性、低温靱性を向上させる元素であり、必要に応じ選択して1種以上含有できる。

Cu : 0.001~0.175%

Cuは、腐食の進行とともに表層、特にMnSアノード部分に金属元素として濃化し腐食の進行を抑制するとともに、鋼中への水素の侵入を抑制し、耐遅れ破壊特性を向上させる効果がある元素であり、必要に応じ含有できる。これらの効果は0.001%以上の含有で発現するが、0.175%を超える含有は、熱延時の溶融Cuに起因する表面疵の発生の懸念が増加する。従ってCuは0.001~0.175%とすることが好ましい。

Ni : 0.001~0.145%

Niは、強度-靱性バランスを向上させるとともに、表層に濃化して耐遅れ破壊特性を向上させる効果がある元素であり、必要に応じ含有できる。これらの効果は0.001%以上の含有で発現するが、0.145%を超える含有は、熱延時にオーステナイト-フェライト変態が抑制され、所望の組織が得られず、焼入れ前の成形性が低下する。従ってNiは0.001~0.145%とすることが好ましい。

V : 0.001~0.029%

Vは、Nbの効果を補完する働きがある元素であり、必要に応じ含有できる。この効果は0.001%以上の含有で発現するが、0.029%を超える含有は、焼入れ前の成形性を低下させる。従ってVは0.001~0.029%とすることが好ましい。

上記した各組成に加えてさらに、Ca : 0.0001~0.0029%を含有することができる。

Ca : 0.0001~0.0029%

Caは、粒状のCaSとして鋼中に析出し、MnSの展伸した介在物量を低減することにより、成形性、低温靱性、疲労特性、耐遅れ破壊特性、腐食疲労特性を向上させる元素であり、必要に応じ含有できる。この効果は0.0001%以上の含有で発現するが、0.0029%を超える含有はCaO系介在物によるこれら特性への悪影響が顕在化する。従ってCaは0.0001~0.0029%とすることが好ましい。

B : 0.0001~0.0029%

B は、耐遅れ破壊特性を劣化させずに、焼入れ性を確保するために必要な元素であり、このような効果は 0.0001%以上の含有で発現する。一方、0.0029%を超える含有は、耐遅れ破壊特性を低下させる。従って B は 0.0001~0.0029%に限定した。なお、好ましくは、0.0008~0.0018%である。

Nb : 0.001~0.019%

Nb は、熱延工程で組織を微細化し、AlN との相乗効果により所望の組織、粒径とすることが出来る元素であり、さらに成形後加熱時のオーステナイト粒の成長を抑制し、焼入れ後の低温靱性を向上させる。これらの効果は 0.001%以上の微量な含有でも発現するが、0.019%を超える含有は焼入れ前の成形性を低下させる。従って Nb は 0.001~0.019%の範囲に限定した。

Ti : 0.001~0.029%

Ti は、N と結合して TiN として優先析出し固溶 B を有効に残存させ、焼入れ性確保に寄与する。さらに固溶 N を低減させることにより、焼入れ前の成形性確保に寄与する。これらの効果は 0.001%以上の含有から発現するが、0.029%を超える含有は、焼入れ前の成形性、低温靱性を低下させる。従って Ti は、0.001~0.029%の範囲に限定した。

Cr : 0.001~0.195%

Cr は、焼入れ性向上元素として Mn、B の作用を補完するために、本発明では含有する。また、Cr は添加による Ms 点の低下度が Mn に比べて少ないため、焼入れ歪を抑制することができる。また、Cr は、焼入れ加熱時のオーステナイト粒界に P と共偏析し難いため、添加による耐遅れ破壊特性への悪影響が小さい。これらの効果は 0.001%以上の含有で発現するが、0.195%を超える含有は、焼入れ前の成形性を低下させる。従って Cr は 0.001~0.195%とした。

Mo : 0.001~0.195%

Mo は、焼入れ性向上元素として Mn、B の作用を補完するとともに、鋼中の C ポテンシャルを下げるため、焼入れ加熱時の表面脱炭を抑止し焼入れ後の疲労強度を著しく向上させる。これらの効果は 0.001%以上の含有で発現するが、0.195%を超える含有は、焼入れ前の成形性を低下させる。従って Mo は 0.001~0.195%とした。

本発明では、上記した成分を上記した範囲内で、かつ次(1)式

$$Ceq = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14 \quad \cdots \cdots (1)$$

(ここで、C、Mn、Si、Ni、Cr、Mo、V： 各元素含有量(質量%))

で定義される炭素当量 Ceq が 0.4 以上 0.58 未満を満足し、かつ B を考慮した Grossmann による焼入れ性倍数の合計 χ が 1.2 以上 1.7 未満を満足するように、各元素を含有する。

炭素当量 Ceq : 0.4 以上 0.58 未満

炭素当量が 0.4 未満では、所望の焼入れ硬度、疲労強度が得られなくなる。一方 0.58 以上に過剰となると、焼入れ後の耐遅れ破壊特性と低温靱性が低下する。このため、炭素当量 Ceq は 0.4 以上 0.58 未満とした。なお、好ましくは、0.44 以上 0.54 以下である。なお、(1)式の計算においては、含有しない元素は零として計算するものとする。

図 1 に炭素当量 Ceq と、焼入れ後の 0.1N 塩酸中での 4 点曲げ破断時間、シャルピー衝撃試験の破面遷移温度 $vTrs$ 、平面曲げ疲労強度 σf との関係を示す。図 1 から、 Ceq が 0.4 以上 0.58 未満であれば、焼入れ後の耐遅れ破壊特性、低温靱性、疲労強度がともに優れた鋼材となる。

4 点曲げ試験は、成形-焼入れ処理した部材より、幅 5mm×長さ 80mm の試験片を切出して実施した。4 点曲げ試験は、試験片を 0.1N 塩酸中に浸漬し、次式

$$\sigma \text{ (MPa)} = (12Et\delta) / (3H^2 - 4A^2)$$

(ここで、E：縦弾性定数 (2.06×10^5 MPa)、t：試験片板厚(mm)、H：両端支点間距離(mm)、 $A = (H - h) / 2$ 、h：中間支点間距離(mm)、 δ ：試験片中央の変位量(mm))

で計算される応力 σ を、1180MPa として応力負荷し、最大 200h までの試験を実施し破断時間を求め、耐遅れ破壊特性を評価した。図 2 に 4 点曲げ試験の応力負荷方法を示す。

また、成形-焼入れした部材より 1/4 サイズ(厚さ：2.5mm)の 2mmV ノッチ衝撃試験片を採取して、シャルピー衝撃試験を実施し、破面遷移温度 $vTrs$ を求め、低温靱性を評価した。

また、成形-焼入れした部材より幅 30mm×長さ 90mm の試験片を切出し、平面曲げ疲労試験を実施し、疲労特性を評価した。平面曲げ疲労試験は、応力比：-1.0 の両振り、繰返し速度 25Hz、最大繰返し数 10^7 サイクルで試験し、疲労破壊しない最大の応力振幅 σf を疲労限として求めた。

B を考慮した Grossmann による焼入れ性倍数の合計 χ : 1.2 以上 1.7 未満

Grossmann による焼入れ性倍数は、所望の原板の成形性、焼入れ後の硬度、疲労強度を得るために制御する必要がある材料パラメータである。Grossmann による焼入れ性倍数は、本発明では、例えば、レスリー著：鉄鋼材料学、丸善発行、p. 402-405 の表 3 に記載されている各元素についての値を参照して用いた。すなわち各元素について含有量に応じて数値を決定し、各元素についての合計 χ をもとめて、用いた。なお、Grossmann による焼入れ性倍数において、C の焼入れ性倍数は ASTM 粒度 No. 7 の値を採用し、焼入れ性倍数の定めのない B については、TiN による固着を考慮して N 当量以上固溶 B が含有される場合には、含有量に関わらず 0.2 とした。

χ が 1.2 未満では、焼入れ後の硬度が低下し、平面曲げ疲労試験における疲労破壊しない最大の応力振幅 σ_f が 450MPa 以上の優れた焼入れ後疲労強度を得ることができない。一方、 χ が 1.7 以上では、鋼材のフェライト体積率が 30% 未満となり、原板の成形性が低下し、局所的な減肉部が応力集中部となり、焼入れ後の σ_f が 450MPa 以上という優れた疲労強度を得ることができない。従って、B を考慮した Grossmann による焼入れ性倍数の合計 χ : 1.2 以上 1.7 未満に限定した。図 3 に各元素の焼入れ性倍数の合計 χ と平面曲げ疲労試験における疲労限 σ_f との関係を示す。

なお、上記した成分以外の残部は、実質的に Fe である。

また、本発明の鋼材は平均フェライト円相当粒径 df が $1.1\mu\text{m}$ 以上 $12\mu\text{m}$ 未満であり、フェライトの体積分率 V_f が 30% 以上 98% 未満である組織を有する。

平均フェライト円相当粒径 df : $1.1\mu\text{m}$ 以上 $12\mu\text{m}$ 未満

焼入れ前の素材（鋼材）のミクロ組織は、優れた成形性、高い焼入れ後の疲労強度等確保する上で重要な素材パラメータである。平均フェライト円相当粒径 df が $1.1\mu\text{m}$ 未満では、所望の成形性が確保できず、局所的な減肉部が応力集中部となり、焼入れ後の疲労強度が大きく低下する。一方、 df が $12\mu\text{m}$ 以上では、特に素材表面の焼入れ性が低下し、疲労強度が大きく低下する。このため、鋼材の平均フェライト円相当粒径 df を $1.1\mu\text{m}$ 以上 $12\mu\text{m}$ 未満に限定した。

図 4 に焼入れ前の素材（鋼材）組織の平均フェライト円相当粒径 df と焼入れ後の平面曲げ疲労試験における疲労限 σ_f との関係を示す。焼入れ前の素材（鋼材）組織の平均フェライト円相当粒径 df が、 $1.1\mu\text{m}$ 以上、 $12\mu\text{m}$ 未満の場合には、 σ_f が 450MPa 以上の高い疲労強度が得られる。特に df が、 $2.0\sim 7.9\mu\text{m}$ の範囲では 500MPa 以上という高い疲労強度が

得られることがわかる。なお、ここでいう、フェライトとは、ポリゴナルフェライト、アシキユラーフェライト、ウィッドマンステッテンフェライト、ベイニティックフェライトを含むものとする。

なお、本発明でいう平均フェライト円相当粒径 d_f は、組織を撮像し画像処理により、各フェライト粒の面積を測定し、各フェライト粒について円相当直径に換算し、得られた各フェライト円相当粒径を平均したものをを用いた。本発明で扱う鋼材のように、焼入れ性を具備した材料では非定形なフェライト粒を含むため、平均フェライト粒径は切断法による値ではなく、画像処理による円相当径を採用した。

なお、フェライト以外の第二相としては、カーバイド、パーライト、ベイナイト、マルテンサイトおよびそれらの混合とすることが好ましい。第二相の平均円相当粒径 d_s はフェライトと同様に、 $1.1\mu\text{m}$ 以上、 $12\mu\text{m}$ 未満とすることが好ましい。

フェライト体積分率 V_f : 30%以上 98%未満

焼入れ前の素材（鋼材）のフェライト体積分率 V_f が 30%未満では、所望の成形性が確保できず、局所的な減肉部が応力集中部となり、焼入れ後の疲労特性が大きく低下する。一方、98%以上のフェライト体積分率を確保することは、上記した成分範囲では困難であるため、これを上限とした。フェライト体積分率は、断面をナイトールエッチ後、走査型電子顕微鏡（SEM）により 1000 倍で 2 視野以上観察、撮像して、粒界、第 2 相を層別し、画像処理によりフェライト体積分率とする。

次に、本発明の熱延鋼帯の製造方法について、説明する。

まず、上記した組成の溶鋼を、転炉等の通常の溶製方法で溶製し、連続鋳造法等の通常の鋳造方法でスラブ等の鋼スラブとすることが好ましい。ついで、上記した組成を有する鋼スラブは、加熱され、熱間圧延されて熱延鋼帯とされる。

つぎに、鋼スラブの好ましい熱延条件について説明する。

スラブ加熱温度 : $1160\sim 1320^{\circ}\text{C}$

本発明では、Nb、Ti といった難溶解性の炭窒化物を形成する元素を必須元素としている。このため、スラブ加熱温度が 1160°C 未満では、局所的に炭窒化物の再固溶が不充分となり、部分的に熱延後のフェライト粒径が $12\mu\text{m}$ を超え、焼入れ前の加工性が低下する。一方、スラブ加熱温度が 1320°C を超えると、製品である鋼管・鋼帯の表面品質が低下する。従っ

てスラブ加熱温度は 1160～1320℃とすることが好ましい。なお、より好ましくは 1180～1280℃である。

仕上圧延終了温度：750～980℃

熱間圧延の仕上圧延終了温度は、熱延後のフェライト粒径を決定する重要な製造パラメータである。仕上圧延終了温度が 750℃未満では、フェライト域圧延となり、圧延歪が巻取り後も残存し焼入れ前の成形性が低下する。一方、980℃を超えると、フェライト粒径が粗大化し焼入れ前の成形性が低下する。従って仕上圧延終了温度は 750～980℃とすることが好ましい。なお、より好ましくは 820～940℃である。

巻取りまでの徐冷時間：2s 以上

熱間圧延の仕上圧延が終了したのち、直ちに巻き取るのではなく、巻取りまでの間に 2 s 以上の徐冷時間を確保することが好ましい。仕上圧延終了後の徐冷とは、冷却速度：20℃/s 以下の冷却をいうものとする。これにより、フェライト変態を十分に行わせることができ、焼入れ前の成形性が向上する。

巻取り温度：560～740℃

熱間圧延終了後の巻取り温度は、熱延後のフェライト体積分率を決定する重要な製造パラメータである。巻取り温度が、560℃未満では、所望のフェライト体積分率が得られず、焼入れ前の成形性が低下する。巻取り温度が規定の範囲内で高いほど、焼入れ前の成形性は向上するが、740℃を超えると表層の C 量低下が顕著となり、焼入れ後の疲労特性が低下する。従って巻取り温度は 560～740℃とすることが好ましい。なお、より好ましくは 600～700℃である。

上記した方法で熱延鋼帯を製造することにより、焼入れ性が高く、所望のフェライト組織を得にくい鋼スラブにおいても、平均フェライト円相当粒径 1.1～12 μ m、フェライト体積分率 30～98%といった焼入れ前の成形性、焼入れ後の疲労強度に最も好適な所望のマイクロ組織を有する熱延鋼帯となり、成形性、焼入れ後の疲労強度、低温靱性および耐遅れ破壊特性に優れた自動車構造部材用熱延鋼帯を得ることができる。

本発明では、上記した製造方法で製造された熱延鋼帯を用いて、適正条件で電縫造管することにより、成形性、焼入れ後の疲労強度、低温靱性および耐遅れ破壊特性に優れた自動車構造部材用鋼管とすることができる。

つぎに、好ましい鋼管の製造条件について説明する。

本発明では、上記した条件で製造された熱延鋼帯を素材として用いる。素材は、熱延までもよいが、酸洗処理を施し表面の黒皮を除去して用いることが好ましい。熱間圧延ま、あるいは酸洗処理を施された素材は、幅絞り率 8% 以下の電縫造管を施して鋼管とされることが好ましい。

電縫造管条件：幅絞り率 8% 以下

鋼帯を連続的にロール成形し電縫造管する場合においては、幅絞り率は焼入れ前に所望の成形性を確保するための重要な製造パラメータである。幅絞り率が 8% を超えると造管に伴う成形性の低下が顕著となり、焼入れ前の必要な成形性が得られない。従って幅絞り率は 8% 以下 (0% を含む) とすることが好ましい。なお、幅絞り率は、次式で定義される値とする。

$$\text{幅絞り率 (\%)} = \left[\frac{(\text{素材鋼帯の幅}) - \pi \{ (\text{製品外径} - \text{製品肉厚}) \}}{[\pi \{ (\text{製品外径}) - (\text{製品肉厚}) \}]} \right] \times 100$$

なお、本発明の鋼管の製造方法では、素材は熱延鋼帯に限定されることはない。上記した熱延鋼帯の製造方法で製造された熱延鋼帯を素材として、冷間圧延、焼鈍等を施された冷延焼鈍鋼帯、あるいはさらに各種表面処理を施された表面処理鋼帯を用いてもなんら問題はない。また、電縫造管に代えて、ロールフォーミング、切板のプレス閉断面化、造管後の冷間・温間・熱間での縮径、熱処理等を組合せた造管工程としてもよい。さらに電縫溶接に代えて、レーザー溶接、アーク溶接、プラズマ溶接などを用いても何ら問題はない。

実施例

実施例 1

表 1 に示す A~Z の 26 種類の鋼スラブを、表 3 に示すスラブ加熱温度に再加熱した後、表 3 に示す条件の、熱間圧延を施し板厚 2.6mm の熱延鋼帯とした。得られた熱延鋼帯に、酸洗処理、スリテッィングを施した後、ロール成形し、電縫溶接する電縫造管により、外径 101.6mm の溶接鋼管とした。なお、造管時の幅絞り率は表 3 に示すとおりとした。なお、表 2 に各鋼の各元素の焼入れ性倍数の値とその合計を示す。

なお、得られた熱延鋼帯から、組織観察用試験片を採取し、研磨、腐食して、SEM (1000 倍) で観察し、撮像し、画像処理して、フェライト体積分率、平均フェライト円相当粒径、

第二相円相当粒径を測定した。なお、円相当粒径の求め方は、各粒の面積を求め、その面積に相当する円の直径を各円相当粒径とし、各粒の平均値を用いた。

こうして得られた鋼管を、閉断面形状のアクスルビームに成形したのち、雰囲気制御した連続炉中で約 920℃に加熱し、水冷する焼入れ処理を行った。焼入れ後に、断面硬さ試験、平面曲げ疲労試験、シャルピー衝撃試験、4点曲げ試験、腐食試験後の平面曲げ疲労試験を行った。試験方法は次の通りとした。

(1) 断面硬さ試験

成形-焼入れした部材より、試験片を切出し、肉厚方向全域にわたりビッカース硬さ（荷重：10kgf）を測定し、その平均値をその部材の焼入れ後の断面硬さとした。

(2) 平面曲げ疲労試験

平面曲げ疲労試験は、成形-焼入れした部材より、幅 30mm×長さ 90mm の試験片を切出し、応力比：-1.0 の両振り、繰返し速度 25Hz、最大繰返し数 10^7 サイクルで試験し、疲労破壊しない最大の応力振幅 σ_f を疲労限として求め、焼入れ後の疲労強度を評価した。

(3) シャルピー衝撃試験

シャルピー衝撃試験は、成形-焼入れした部材より 1/4 サイズ（厚さ：2.5mm）の 2mmV ノッチ衝撃試験片を採取して実施し、破面遷移温度 $vTrs$ を求め、低温靱性を評価した。

(4) 4点曲げ試験

4点曲げ試験は、成形-焼入れ処理した部材より、幅 5mm×長さ 80mm の試験片を切出して、試験片を 0.1N 塩酸中に浸漬し、次式

$$\sigma \text{ (MPa)} = (12E t \delta) / (3H^2 - 4A^2)$$

（ここで、E：縦弾性定数（ $2.06 \times 10^5 \text{MPa}$ ）、t：試験片板厚（mm）、H：両端支点間距離（mm）、 $A = (H - h) / 2$ 、h：中間支点間距離（mm）、 δ ：試験片中央の変位量（mm））

で計算される負荷応力 σ を、1180MPa として図 2 に示すように応力負荷し、最大 200h までの試験を実施し破断時間を求め、耐遅れ破壊特性を評価した。

(5) 腐食試験後の平面曲げ疲労試験

腐食試験後の平面曲げ疲労試験は、成形-焼入れ処理した部材より、幅 30mm×長さ 90mm の試験片を切出し、JIS Z2371 の規定に準拠した 20 日間の塩水噴霧試験を行ったのち、応力振幅： σ_f で、平面曲げ疲労試験（応力比：-1、繰返し速度：25Hz）を行い、疲労寿

命を求め、疲労寿命が腐食無し試験片の 1/2 サイクル以上であれば、○とし、それ以外を×として評価した。

なお、焼入れ前の各鋼管について、JIS 12 号引張試験片により原管の引張試験を実施し、伸び E1 を求め、成形性を評価した。得られた結果を表 4 に示す。

本発明例はいずれも、原管の伸び E1 が 20%以上 (JIS12 号試験片)、焼入れ後の断面硬度 HV(10) が 350~550、平面曲げ疲労限 σ_f が 500MPa 以上、シャルピー衝撃試験の破面遷移温度 $vTrs$ が -40℃以下、0.1N 塩酸中での 4 点曲げ破断時間が 200 h 以上、腐食疲労試験による疲労寿命の低下度が無腐食材の 1/2 サイクル以上、の優れた成形性、疲労強度、低温靱性、耐遅れ破壊特性と腐食疲労強度を示している。

一方、鋼成分、炭素当量, C_{eq} 、焼入れ性倍数の合計 χ のいずれかが本発明の範囲を外れる比較例 No. 5~No. 26 は、成形性、疲労強度、低温靱性、耐遅れ破壊特性、腐食疲労強度のいずれかが低下している。鋼成分のうち、C 量、Mn 量、B 量が本発明の範囲を下回る比較例 No. 5、No. 9、No. 14 は、焼入れ後の断面硬度 Hv が 350 未満で、焼入れ後の σ_f が 450MPa 未満と低い。また、C 量、Mn 量、B 量が本発明の範囲を超える比較例 No. 6、No. 10、No. 15 は、0.1N 塩酸中 4 点曲げ破断時間が 200 h 未満と耐遅れ破壊特性が劣化している。また、Si が本発明範囲を下回る比較例 No. 7 は、フェライト体積分率が 30%未満と低く原管の伸び E1 が 20%未満と低い。一方、Si が本発明範囲を超える比較例 No. 8 は、 $vTrs$ が -40℃以上と低温靱性が劣化している。P、S、O 量が本発明範囲を超える比較例 No. 11、No. 12、No. 13 は、いずれも耐遅れ破壊特性或いは、疲労強度或いは原管の E1 が低い。

また、Nb、Ti、Cr、Mo、Ni、V が本発明範囲を超える比較例 No. 16、No. 17、No. 18、No. 19、No. 20、No. 21 はいずれも原管の E1 が 20%未満と低く、成形性が劣化している。Ca が本発明範囲を超える比較例 No. 22 は、E1、疲労強度、低温靱性、耐遅れ破壊特性が全般に低い。炭素当量 C_{eq} 或いは焼入れ性倍数の合計 χ が本発明範囲を超える比較例 No. 23、No. 25 は原管の E1 が低く、焼入れ後の硬度 HV(10) が 550 超えと高く、 $vTrs$ が高く、耐遅れ破壊特性が低下している。 C_{eq} 或いは χ が本発明範囲を下回る比較例 No. 24、No. 26 は、平均フェライト円相当粒径が 12 μm 以上と大きく、焼入れ後の硬度 HV(10) が 350 未満と低く、焼入れ後の平面曲げ疲労限 σ_f が 450MPa 未満と疲労強度が低い。

実施例 2

表 1 に示す鋼 No. A~D の組成を有する鋼スラブを用いて、表 5 に示すような熱延条件で熱延鋼帯を製造した。これら熱延鋼帯に酸洗処理を施して黒皮を除去したのち、表 5 に示す造管条件で電縫鋼管を作製した。一部の熱延鋼帯では熱延まま（黒皮付）とした。また、一部の熱延鋼帯については、冷延焼鈍処理、Zn、Al 表面処理を施して造管した。また、一部では、電縫造管に代えて、プレス溶接法、ロールフォーミング溶接法を用いた。また、一部の鋼管については、造管後 Zn めっきを施した。さらに、一部の鋼管では、得られた鋼管に温間縮径、熱間縮径を施した。

これら鋼管を管状素材として、アクスルビームに成形後（No. 41 はサスペンションアームに成形後）、雰囲気制御した連続炉中で約 920℃に加熱後水冷した。一部の部材については、焼入れ後、ショットブラスト、ショットピーニングを施した。

焼入れ後得られた部材について、断面硬度、平面曲げ疲労試験、シャルピー衝撃試験、0.1N 塩酸中での 4 点曲げ試験、20 日間の塩水噴霧試験（JIS Z2371）後の平面曲げ疲労試験を行った。試験方法は、実施例 1 と同様とした。得られた結果を表 6 に示す。

本発明例は、いずれも原管の伸び $E1$ が 20%以上（JIS12 号試験片）、焼入れ後の断面硬度 $HV(10)$ が 350~550、平面曲げ疲労限 σ_f が 500MPa 以上、シャルピー衝撃試験の破面遷移温度 $vTrs$ が -40℃以下、0.1N 塩酸中での 4 点曲げ破断時間が 200h 以上、腐食疲労試験による疲労寿命が無腐食材の 1/2 サイクル以上、の優れた成形性、疲労強度、低温靱性、耐遅れ破壊特性と腐食疲労強度を示している。

スラブ加熱温度が本発明の好適範囲を下回る No. 28、仕上圧延温度が本発明の好適範囲を上回る No. 30、仕上圧延温度が本発明の好適範囲を下回る No. 31、熱延ランナウトでの除冷時間が本発明の好適範囲を下回る No. 33、巻取り温度が本発明の好適範囲を下回る No. 35 は、いずれもフェライト粒 df が 12 μm よりも大きい、フェライト体積分率 V_f が 30%未満であるかして、原管の伸びが 20%未満と低く成形性が低下し、No. 33 を除き、焼入れ後の平面曲げ疲労限 σ_f も 450MPa 未満と低くなっている。熱延巻取り温度が本発明の好適範囲を上回る No. 36 は原管の伸び $E1$ は 20%以上と高いが、表面脱炭により σ_f が低くなっている。また、造管幅絞り率が本発明の好適範囲を上回り、巻取温度が本発明の好適範囲を下回る No. 38 は原管の伸び $E1$ が 15%と低く、また σ_f も低くなっている。

No. 40 は熱延後の酸洗を省略した例、No. 41 は $\phi 60.5 \times 2.6$ t のサスペンションアームに成形後焼入れした例、No. 42 は熱延後、冷延焼鈍を行った鋼帯を電縫造管した例、No. 43 は鋼帯をプレス成形し、閉断面形状に溶接（アーク、レーザ、プラズマ）した例、No. 44 は鋼帯を閉断面にロールフォーミングし溶接した例、No. 45、No. 46 は熱延後 Zn 系、Al 系のめっきを施した原板を電縫造管した例、No. 47 は電縫造管後 Zn 系めっきした素管を成形後焼入れした例、No. 48、No. 49 は電縫造管後、熱間或いは温間で縮径圧延を行った例、No. 50 は素管のまま加熱し、成形しつつ焼入れを行った例、No. 51 は焼入れ後にショットブラストを行った例、No. 52 は焼入れ後にショットピーニングを行った例である。No. 40～No. 52 いずれも、本発明例であり、原管の伸び E1 が 20% 以上（JIS12 号試験片）、焼入れ後の断面硬度 HV(10) が 350～550、平面曲げ疲労限 σ_f が 500MPa 以上、シャルピー衝撃試験の破面遷移温度 v_{Trs} が -40°C 以下、0.1N 塩酸中での 4 点曲げ破断時間が 200 h 以上、腐食疲労試験による疲労寿命の低下度が無腐食材の 1/2 サイクル未満の優れた成形性、疲労強度、低温靱性、耐遅れ破壊特性と腐食疲労強度を示している。

産業上の利用可能性

本発明によれば、サスペンション、シャシー部材において必要とされる、優れた成形性、優れた焼入れ後の疲労強度、優れた低温靱性、優れた耐遅れ破壊特性、及び優れた腐食疲労強度を有する、自動車構造部材用鋼材が容易にかつ安価に製造できる。

表 1

鋼	化学成分(質量%)																	炭素当量, Ceq
	C	Si	Mn	P	S	Sol.Al	N	O	B	Nb	Ti	Cr	Mo	Cu	Ni	V	Ca	
A	0.21	0.15	1.44	0.011	0.0024	0.035	0.0032	0.0017	0.0001	0.006	0.023	0.137	0.168	0.030	0.034	0.015	0.0003	0.528
B	0.23	0.18	1.28	0.014	0.0021	0.043	0.0017	0.0016	0.0015	0.002	0.004	0.081	0.022	0.142	-	-	0.0022	0.473
C	0.18	0.41	1.80	0.013	0.0013	0.055	0.0042	0.0008	0.0013	0.014	0.025	0.032	0.132	-	-	-	-	0.536
D	0.20	0.20	1.31	0.010	0.0009	0.030	0.0035	0.0012	0.0011	0.015	0.013	0.149	0.102	-	-	-	-	0.482
E	0.16	0.22	1.26	0.008	0.0005	0.021	0.0024	0.0012	0.0008	0.016	0.018	0.186	0.078	0.084	-	-	0.0006	0.436
F	0.32	0.08	0.92	0.002	0.0023	0.016	0.0037	0.0023	0.0013	0.011	0.022	0.012	0.074	-	-	-	-	0.488
G	0.19	0.03	1.52	0.004	0.0016	0.072	0.0015	0.0016	0.0009	0.008	0.015	0.008	0.032	-	-	0.012	-	0.454
H	0.22	1.23	1.13	0.016	0.0017	0.037	0.0037	0.0011	0.0016	0.009	0.013	0.168	0.108	-	-	-	-	0.520
I	0.27	0.32	0.84	0.014	0.0011	0.053	0.0046	0.0009	0.0014	0.001	0.013	0.132	0.163	-	-	-	-	0.490
J	0.22	0.25	1.94	0.018	0.0019	0.067	0.0042	0.0013	0.0012	0.022	0.012	0.154	0.167	-	0.055	-	-	0.627
K	0.21	0.17	1.34	0.023	0.0009	0.035	0.0031	0.0015	0.0019	0.009	0.018	0.067	0.122	0.120	-	-	-	0.484
L	0.19	0.18	1.20	0.015	0.0045	0.022	0.0029	0.0013	0.0016	0.011	0.007	0.069	0.156	-	-	-	0.0011	0.450
M	0.21	0.26	1.08	0.014	0.0011	0.036	0.0026	0.0056	0.0023	0.016	0.004	0.089	0.132	-	-	-	-	0.452
N	0.18	0.14	1.16	0.017	0.0078	0.029	0.0040	0.0070	0.0000	0.015	0.013	0.182	0.176	0.078	-	-	-	0.480
O	0.25	0.35	0.97	0.014	0.0006	0.074	0.0019	0.0015	0.0032	0.019	0.015	0.122	0.155	-	-	0.023	-	0.491
P	0.26	0.26	1.36	0.013	0.0003	0.051	0.0033	0.0011	0.0015	0.032	0.005	0.156	0.186	-	-	-	-	0.575
Q	0.21	0.40	1.55	0.015	0.0012	0.020	0.0040	0.0021	0.0018	0.027	0.044	0.081	0.176	-	-	-	0.0014	0.545
R	0.22	0.24	1.16	0.013	0.0008	0.057	0.0046	0.0006	0.0011	0.016	0.022	0.254	0.143	-	0.176	-	-	0.514
S	0.26	0.09	1.34	0.011	0.0014	0.044	0.0047	0.0011	0.0010	0.015	0.029	0.116	0.275	-	-	-	-	0.579
T	0.20	0.10	1.24	0.012	0.0021	0.025	0.0019	0.0015	0.0009	0.006	0.014	0.181	0.122	-	0.167	-	-	0.482
U	0.20	0.24	1.37	0.011	0.0009	0.067	0.0037	0.0015	0.0011	0.015	0.002	0.116	0.182	-	-	0.035	-	0.510
V	0.23	0.37	1.33	0.008	0.0018	0.035	0.0032	0.0013	0.0024	0.014	0.021	0.156	0.146	-	-	-	0.0045	0.535
W	0.23	0.40	1.60	0.018	0.0026	0.045	0.0023	0.0016	0.0017	0.012	0.011	0.120	0.160	-	-	0.020	-	0.579
X	0.18	0.07	1.25	0.012	0.0015	0.018	0.0017	0.0015	0.0005	0.011	0.021	0.040	0.016	-	-	-	-	0.403
Y	0.28	0.40	1.78	0.013	0.0008	0.033	0.0016	0.0015	0.0012	0.008	0.014	0.002	0.122	-	0.156	-	-	0.628
Z	0.19	0.12	1.10	0.010	0.0010	0.038	0.0032	0.0012	0.0011	0.013	0.008	0.040	0.023	-	-	0.020	-	0.393

表2

表 2

鋼	各元素の焼入性倍数																	焼入性倍 数の合計, X
	C	Si	Mn	P	S	Sol.Al	N	O	B	Nb	Ti	Cr	Mo	Cu	Ni	V	Ca	
A	0.188	0.043	0.794	0.011	-	0.017	-	-	0.200	-	-0.018	0.108	0.170	-	0.005	0.061	-	1.579
B	0.208	0.052	0.733	0.011	-	0.022	-	-	0.200	-	-	0.069	0.025	-	-	-	-	1.320
C	0.158	0.110	0.908	0.011	-	0.028	-	-	0.200	-	-0.018	0.027	0.143	-	-	-	-	1.567
D	0.179	0.057	0.741	0.011	-	0.017	-	-	0.200	-	-0.008	0.115	0.114	-	-	-	-	1.426
E	0.133	0.062	0.725	-	-	0.012	-	-	0.200	-	-0.008	0.143	0.083	-	-	-	-	1.350
F	0.281	0.024	0.609	-	-	0.006	-	-	0.200	-	-0.018	0.009	0.083	-	-	-	-	1.194
G	0.169	0.009	0.822	-	-	0.039	-	-	0.200	-	-0.008	-	0.037	-	-	0.061	-	1.329
H	0.198	0.268	0.675	0.011	-	-	-	-	0.200	-	-0.008	0.129	0.114	-	-	-	-	1.604
I	0.241	0.088	0.580	0.011	-	0.028	-	-	0.200	-	-0.008	0.108	0.170	-	-	-	-	1.418
J	0.198	0.070	0.946	0.011	-	0.033	-	-	0.200	-	-0.008	0.122	0.170	-	0.008	-	-	1.750
K	0.188	0.049	0.757	0.022	-	0.017	-	-	0.200	-	-0.008	0.053	0.134	-	-	-	-	1.412
L	0.169	0.052	0.702	0.011	-	0.012	-	-	0.200	-	-	0.053	0.161	-	-	-	-	1.360
M	0.188	0.073	0.682	0.011	-	0.017	-	-	0.200	-	-	0.069	0.143	-	-	-	-	1.363
N	0.158	0.041	0.687	0.011	-	0.012	-	-	-	-	-0.008	0.143	0.179	-	-	-	-	1.223
O	0.225	0.095	0.627	0.011	-	0.039	-	-	0.200	-	-0.008	0.101	0.161	-	-	0.097	-	1.548
P	0.233	0.073	0.765	0.011	-	0.028	-	-	0.200	-	-	0.122	0.188	-	-	-	-	1.620
Q	0.188	0.107	0.828	0.011	-	0.012	-	-	0.200	-	-0.034	0.069	0.179	-	-	-	-	1.560
R	0.198	0.067	0.687	0.011	-	0.028	-	-	0.200	-	-0.018	0.187	0.152	-	0.026	-	-	1.538
S	0.233	0.027	0.757	0.011	-	0.022	-	-	0.200	-	-0.018	0.093	0.258	-	-	-	-	1.583
T	0.179	0.029	0.718	0.011	-	0.012	-	-	0.200	-	-0.008	0.143	0.134	-	0.024	-	-	1.442
U	0.179	0.067	0.765	0.011	-	0.017	-	-	0.200	-	-	0.093	0.188	-	-	0.137	-	1.657
V	0.208	0.100	0.749	-	-	0.017	-	-	0.200	-	-0.018	0.122	0.152	-	-	-	-	1.530
W	0.208	0.107	0.846	0.011	-	0.022	-	-	0.200	-	-0.008	0.101	0.170	-	-	0.097	-	1.754
X	0.158	0.021	0.718	0.011	-	0.006	-	-	0.200	-	-0.018	0.036	0.013	-	-	-	-	1.145
Y	0.250	0.107	0.902	0.011	-	0.017	-	-	0.200	-	-0.008	-	0.134	-	0.023	-	-	1.636
Z	0.169	0.035	0.689	0.011	-	0.017	-	-	0.200	-	-	0.036	0.025	-	-	0.097	-	1.259

表3

No.	鋼 No.	熱 延 条 件				造管
		スラブ 加熱温度 (°C)	仕上温度 (°C)	徐冷時間 (s)	巻取り温度 (°C)	幅絞り率 (%)
1~25	A~Z	約 1240	約 910	約4	約 660	約3

表4

No.	鋼	フェライト粒 円相当 径, d_f (μm)	第2相粒 円相当径, d_s (μm)	フェライト体積 分率, V_f (%)	原管 伸び El (%)	焼入れ後 断面硬度 HV(10)	平面曲げ 疲労限 σ_f (MPa)	シャルビ破面 遷移温度 v_{Trs} ($^{\circ}C$)	0.1N 塩酸 4 点曲げ破 断時間 (h)	腐食疲労特性 *
1	A	3.4	2.7	68	24	435	514	-90	>200	○
2	B	7.8	5.4	35	22	462	524	-80	>200	○
3	C	1.2	1.1	93	27	412	508	-100	>200	○
4	D	5.9	5.7	88	25	435	520	-90	>200	○
5	E	15.6	5.6	94	23	332	420	-80	>200	○
6	F	8.2	5.1	77	24	502	488	-75	48	×
7	G	6.2	13.6	28	16	441	469	-90	>200	○
8	H	5.9	5.1	68	24	426	478	-30	>200	○
9	I	13.4	14.2	84	25	328	365	-60	>200	○
10	J	7.2	5.4	56	24	436	467	-70	72	×
11	K	7.9	3.2	78	26	442	495	-75	192	×
12	L	7.6	1.8	85	19	415	435	-35	192	×
13	M	7.2	2.4	65	19	433	440	-80	>200	○
14	N	7.4	5.2	49	22	345	442	-60	>200	○
15	O	5.6	4.2	85	23	456	475	-75	168	×
16	P	6.2	6.5	55	18	468	482	-85	>200	○
17	Q	3.4	2.5	62	18	436	488	-35	>200	○
18	R	4.2	4.1	52	16	444	469	-90	>200	○
19	S	1.5	1.6	47	17	478	478	-75	>200	○
20	T	6.0	5.1	65	18	415	469	-60	>200	○
21	U	5.8	6.5	52	19	433	471	-70	>200	○
22	V	3.6	2.5	85	19	465	440	-35	192	×
23	W	4.3	5.2	25	16	551	495	-25	72	×
24	X	12.9	6.5	88	26	337	388	-80	>200	○
25	Y	6.8	3.7	57	19	557	477	-30	48	×
26	Z	13.2	7.3	82	23	319	388	-85	>200	○

*20 日間の塩水噴霧試験後、応力振幅 σ_f で平面曲げ疲労試験を実施し、疲労寿命が無腐食材の 1/2 サイクル以上のものを○、それ以外を×

表5

No.	鋼	熱延条件				造管 幅絞り率 (%)	備考
		スラブ加熱温度 (°C)	仕上温度 (°C)	除冷時間 (s)	巻取温度 (°C)		
27	A	1230	930	6.8	660	3.2	
28	A	1140	940	2.4	690	5.6	
29	A	1190	890	2.2	700	6.5	
30	A	1210	1020	3.5	710	2.4	
31	A	1190	730	4.7	610	3.5	
32	B	1230	900	3.8	630	1.8	
33	B	1250	910	1.4	625	1.4	
34	B	1180	920	6.4	670	0.9	
35	B	1200	900	5.4	550	1.2	
36	B	1210	880	5.0	760	3.5	
37	C	1220	860	3.4	675	4.2	
38	C	1210	910	2.3	540	10.6	
39	D	1220	900	4.0	690	5.6	
40	D	1230	890	5.6	730	7.6	熱延黒皮材
41	D	1190	950	2.7	630	5.2	寸法: $\phi 60.5 \times 2.6t$ 、サスペンションアーム
42	D	1210	880	2.2	620	2.6	冷延-焼鈍原板
43	D	1270	830	6.1	630	-	プレス成形-溶接
44	D	1200	850	3.4	690	-	ロールフォーミング-溶接
45	D	1280	900	6.0	610	3.5	表面処理原板(Zn系)
46	D	1260	940	2.5	670	5.4	表面処理原板(Al系)
47	D	1230	900	3.6	650	3.6	造管後 Zn系メッキ
48	D	1240	960	5.9	590	-	パイプ熱間縮径材(縮径率:70%)
49	D	1220	870	4.6	570	-	パイプ温間縮径材(縮径率:70%)
50	D	1250	830	8.5	650	5.2	成形同時焼入れ
51	D	1220	910	5.3	620	2.3	焼入れ後ショットブラスト
52	D	1260	840	5.1	645	2.6	焼入れ後ショットピーニング

表6

No.	鋼	フェライト粒 円相当径,df (μm)	第2相粒 円相当径,ds (μm)	フェライト体積 分率,Vf (%)	原管 伸び El (%)	焼入れ後 断面硬度 HV(10)	平面曲げ 疲労限 σ_f (MPa)	シャルビ破面 遷移温度 vTrs ($^{\circ}\text{C}$)	0.1N 塩酸 4 点曲げ破断 時間 (h)	腐食疲労 特性
27	A	5.4	3.6	86	25	444	506	-90	>200	本発明例
28	A	14.3	13.5	68	19	415	442	-70	>200	比較例
29	A	2.6	2.1	85	23	435	512	-85	>200	本発明例
30	A	15.2	12.8	75	19	408	436	-75	>200	比較例
31	A	13.5	6.8	77	16	415	426	-65	>200	比較例
32	B	6.5	5.2	56	23	445	523	-80	>200	本発明例
33	B	9.5	8.5	25	17	442	436	-75	>200	比較例
34	B	6.5	5.2	54	24	449	513	-80	>200	本発明例
35	B	7.5	13.5	24	17	452	425	-70	>200	比較例
36	B	16.9	12.8	77	21	415	398	-55	>200	比較例
37	C	2.3	1.9	91	26	425	514	-95	>200	本発明例
38	C	2.5	1.7	90	15	433	444	-80	>200	比較例
39	D	6.2	4.8	90	26	442	525	-95	>200	本発明例
40	D	5.4	4.9	85	25	426	502	-90	>200	本発明例
41	D	5.5	3.8	87	25	435	514	-85	>200	本発明例
42	D	8.4	6.8	92	27	418	510	-85	>200	本発明例
43	D	6.2	5.1	85	24	415	501	-85	>200	本発明例
44	D	5.8	4.7	85	26	427	502	-80	>200	本発明例
45	D	6.8	5.7	88	24	415	522	-85	>200	本発明例
46	D	7.2	5.9	88	23	429	517	-80	>200	本発明例
47	D	5.6	4.8	86	23	436	524	-80	>200	本発明例
48	D	7.8	3.5	86	27	408	511	-85	>200	本発明例
49	D	8.6	2.9	91	28	409	513	-80	>200	本発明例
50	D	5.9	5.7	84	25	411	495	-75	>200	本発明例
51	D	6.3	5.9	85	22	416	533	-80	>200	本発明例
52	D	5.2	4.1	89	26	452	532	-80	>200	本発明例

請求の範囲

1. 質量%で、

C : 0.18~0.29%、	Si : 0.06~0.45%、
Mn : 0.91~1.85%、	P : 0.019%以下、
S : 0.0029%以下、	Sol. Al : 0.015~0.075%、
N : 0.0049%以下、	O : 0.0049%以下、
B : 0.0001~0.0029%、	Nb : 0.001~0.019%、
Ti : 0.001~0.029%、	Cr : 0.001~0.195%、
Mo : 0.001~0.195%	

を、下記(1)式で定義される炭素当量 C_{eq} が 0.4 以上 0.58 未満を満足し、かつ B を考慮した Grossmann による焼入れ性倍数の合計 α が 1.2 以上 1.7 未満を満足するように、含有し、残部実質的に Fe よりなる組成と、平均フェライト円相当粒径 d_f が $1.1\mu m$ 以上 $12\mu m$ 未満であり、フェライトの体積分率 V_f が 30% 以上 98% 未満である組織とを有することを特徴とする、成形性、焼入れ後の疲労強度、低温靱性および耐遅れ破壊特性に優れた自動車構造部材用鋼材。

記

$$C_{eq} = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14 \quad \cdots \cdots (1)$$

ここで、C、Mn、Si、Ni、Cr、Mo、V：各元素含有量（質量%）

2. 前記組成に加え、さらに質量%で、Cu : 0.001~0.175%、Ni : 0.001~0.145%、V : 0.001~0.029%のうちから選ばれた1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の自動車構造部材用鋼材。

3. 前記組成に加え、さらに質量%で、Ca : 0.0001~0.0029%を含有することを特徴とする請求項1または2に記載の自動車構造部材用鋼材。

4. 質量%で、

C : 0.18~0.29%、

Si : 0.06~0.45%、

Mn : 0.91~1.85%、

P : 0.019%以下、

S : 0.0029%以下、

Sol. Al : 0.015~0.075%、

N : 0.0049%以下、

O : 0.0049%以下、

B : 0.0001~0.0029%、

Nb : 0.001~0.019%、

Ti : 0.001~0.029%、

Cr : 0.001~0.195%、

Mo : 0.001~0.195%

を、あるいはさらに

Cu : 0.001~0.175%、Ni : 0.001~0.145%、V : 0.001~0.029%のうちから選ばれた1種または2種以上および/またはCa : 0.0001~0.0029%を、下記(1)式で定義される炭素当量 C_{eq} が0.4以上0.58未満を満足し、かつBを考慮したGrossmannによる焼入れ性倍数の合計 χ が1.2以上1.7未満を満足するように、含有する組成を有する鋼スラブを、1160~1320℃に加熱した後、仕上圧延終了温度を750~980℃とする熱間仕上圧延を行い、巻取りまでの間に2s以上の徐冷時間を設け、巻取り温度を560~740℃として巻取り、熱延鋼帯とすることを特徴とする、成形性、焼入れ後の疲労強度、低温靱性および耐遅れ破壊特性に優れた自動車構造部材用熱延鋼帯の製造方法。

記

$$C_{eq} = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14 \quad \cdots \cdots (1)$$

ここで、C、Mn、Si、Ni、Cr、Mo、V : 各元素含有量 (質量%)

5. 請求項 4 に記載の方法で製造された熱延鋼帯を素材として、熱間圧延まま、あるいは該素材に酸洗処理を施した後、幅絞り率 8% 以下の電縫造管を施して鋼管とすることを特徴とする、成形性、焼入れ後の疲労強度、低温靱性および耐遅れ破壊特性に優れた自動車構造部材用鋼管の製造方法。

図 1

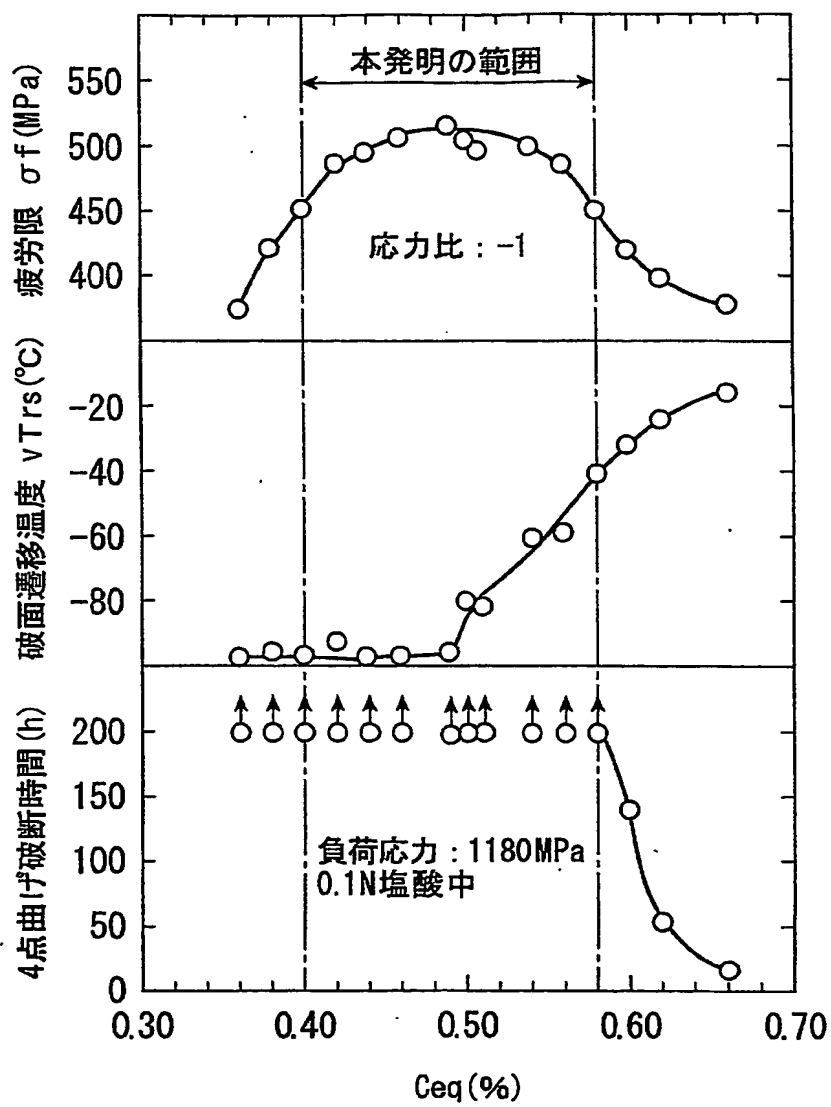


図 2

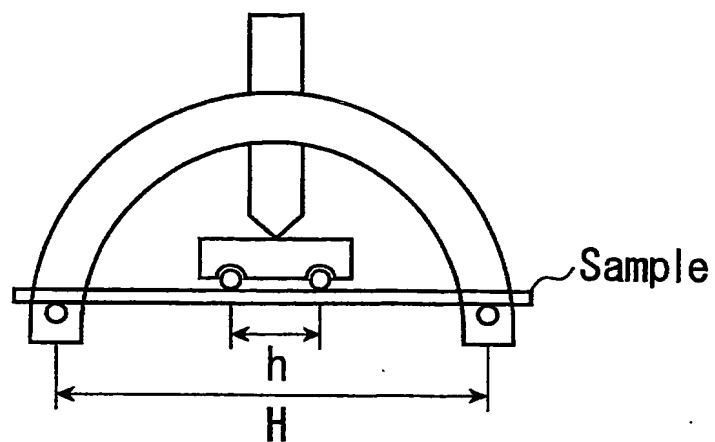


図 3

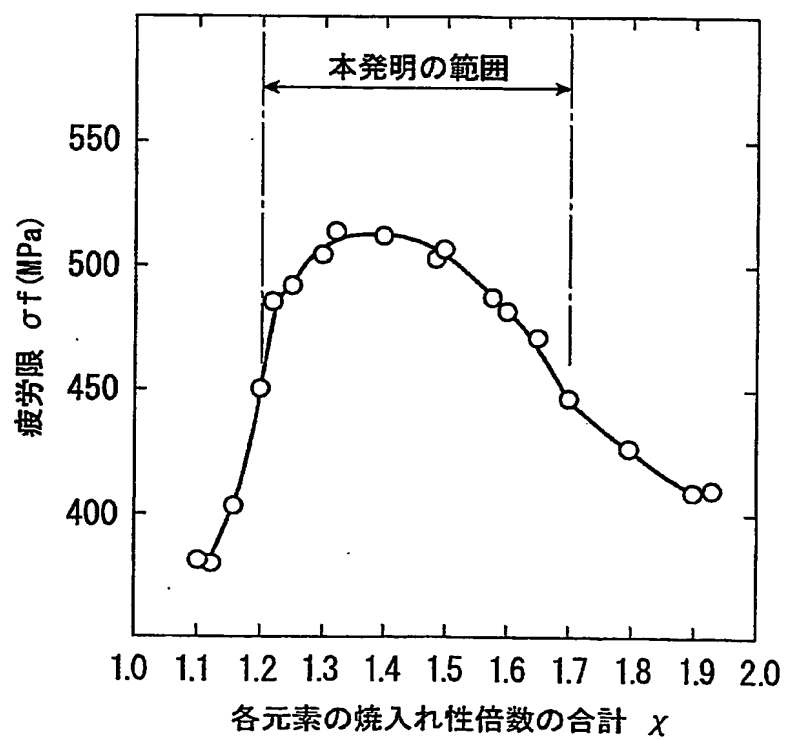
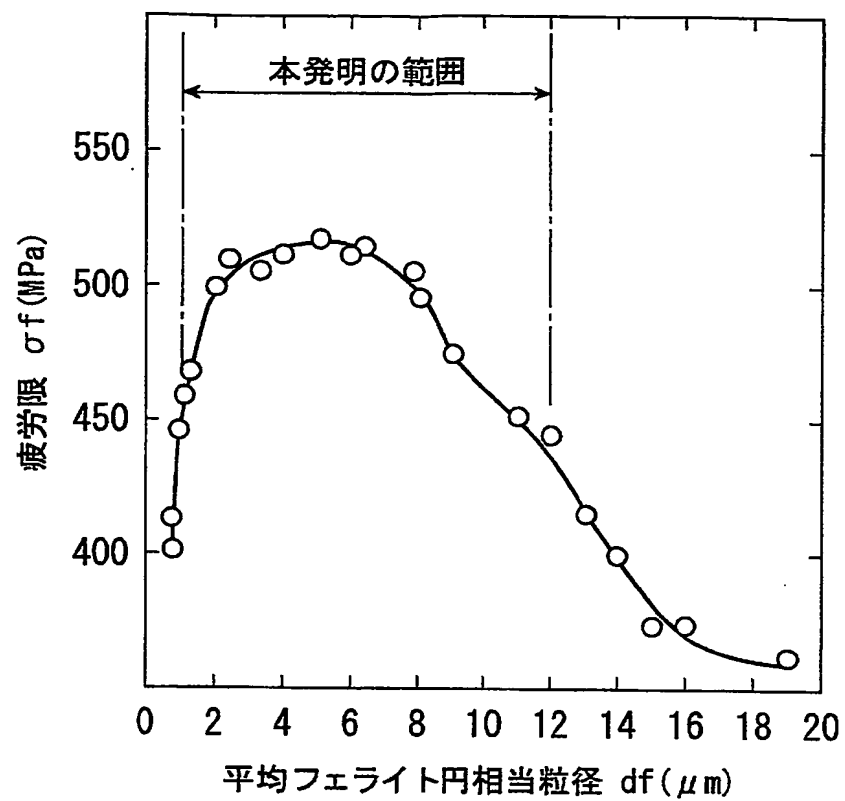


図 4



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/018776

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
Int.Cl⁷ C22C38/00, C21D9/46

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
Int.Cl⁷ C22C38/00-38/60, C21D9/08, 9/46-9/48

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched
Jitsuyo Shinan Koho 1922-1996 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2004
Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2004 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2004

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 2003-321748 A (JFE Suchiru Kabushiki Kaisha), 14 November, 2003 (14.11.03), Claims; column 1, lines 38 to 42 (Family: none)	1-5
Y	WO 02/70767 A1 (Nippon Steel Corp.), 12 September, 2002 (12.09.02), Claims; page 1, lines 6 to 9 & CA 1494599 A & EP 1371743 A1 & KR 3076726 A & US 2004-131876 A1	1-5
Y	JP 6-264162 A (Nippon Steel Corp.), 20 September, 1994 (20.09.94), Claims; column 2, lines 43 to 50 (Family: none)	1-5

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:
 "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
 "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
 "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
 "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
 "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed
 "T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
 "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
 "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
 "&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
08 March, 2005 (08.03.05)

Date of mailing of the international search report
22 March, 2005 (22.03.05)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/018776

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 10-88278 A (NKK Corp.), 07 April, 1998 (07.04.98), Claims (Family: none)	5

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/018776

<the subject to be searched>

Claims 1 to 5 include all the "steel products for structural member of an automobile", but, only "a welded steel pipe for a structural member of an automobile" described in the specification is disclosed in the meaning of PCT Article 5, and the invention relating to the above general "steel product for a structural member of an automobile" is not taught even when the technical common sense at the time of the filing of the present application is taken into consideration. Therefore, the above claims lack the support in the meaning of PCT Article 6.

Accordingly, the search has been carried out with respect to the range being supported by and disclosed in the specification, that is, "a welded steel pipe for a structural member of an automobile" specifically described in the specification.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C38/00, C21D9/46

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C38/00-38/60, C21D9/08, 9/46-9/48

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1922-1996年
 日本国公開実用新案公報 1971-2004年
 日本国登録実用新案公報 1994-2004年
 日本国実用新案登録公報 1996-2004年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
Y	JP 2003-321748 A(JFEスチール株式会社) 2003. 11. 14 特許請求の 範囲 第1欄第38-42行 (ファミリーなし)	1-5
Y	WO 02/70767 A1(新日本製鐵株式会社) 2002. 09. 12 特許請求の範囲 第1頁6-9行&CA 1494599 A&EP 1371743 A1&KR 3076726 A&US 2004- 131876 A1	1-5
Y	JP 6-264162 A(新日本製鐵株式会社) 1994. 09. 20 特許請求の範囲 第2欄第43-50行(ファミリーなし)	1-5
Y	JP 10-88278 A(日本鋼管株式会社) 1998. 04. 07 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	5

☐ C欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
 「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
 「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
 「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
 「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
 「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
 「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
 「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

08. 03. 2005

国際調査報告の発送日

22. 3. 2005

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)
 郵便番号100-8915
 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

小川 武

4K

9270

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

<調査の対象について>

クレーム1-5は、あらゆる「自動車構造部材用鋼材」を包含するものであるが、PCT第5条の意味において開示されているのは、明細書に記載された「自動車構造部材用溶接鋼管」のみであり、出願時の技術常識を考慮しても上記一般的な「自動車構造部材用鋼材」に係る発明は教示されているとは言えないので、PCT第6条の意味での裏付けを欠いている。

よって、調査は、明細書に裏付けられ、開示されている範囲、すなわち、明細書で具体的に記載されている「自動車構造部材用溶接鋼管」について行った。